

Raziskave faznih premen v brzoreznih jeklih z visokotemperaturno rentgensko analizo

UDK: 548.736, 669.112.227.3, 669.14.018.252.3

ASM/SLA: M 22 g, M 23 r, N 8, TS-r

Ferdo Grešovnik

1. UVOD

Pri predpisovanju tehnologije toplotne obdelave jekla je treba upoštevati kinetiko strukturnih sprememb, ki se dogajajo v materialu med držanjem pri določenih temperaturah ali med spremenjanjem temperature. Na ta način dosegemo tako strukturo, ki bo zagotovljala najugodnejše lastnosti jeklenih izdelkov. Strukturne spremembe v jeklu so najpogosteje vezane na transformacijo osnovne mase v materialu, to je na fazno premeno $\alpha \rightarrow \gamma$. Fazi α in γ imata različno kristalno mrežo, poleg tega pa se razlikujeta še v drugih lastnostih: magnetnih, električnih, imata različno gostoto itd. Vse to lahko izkorisčamo pri proučevanju kinetike premene $\alpha \rightarrow \gamma$. Najpogosteje uporabljamo v ta namen dilatometrsko metodo, pri kateri spremljamo spremembe v specifičnem volumnu vzorca v odvisnosti od temperature in časa. Največkrat so dilatometri prirejeni za raziskave pri temperaturah do 1100 °C. V nekaterih primerih je tudi težko razložiti, kateri strukturni premeni ustreza določena sprememba specifičnega volumna vzorca.

Rentgenska strukturna analiza pri visokih temperaturah je v tem pogledu ugodnejša. Fazne sestave vzorcev lahko raziskujemo vse do solidus temperature vzorca. Identifikacija prisotnih faz je dokaj zanesljiva, če je le vsebnost teh faz zadostna. V literaturi je mogoče najti mrežne parametre za posamezne faze in ti podatki služijo že kot standardi za identifikacijo kristaliziranih faz. Seveda pa tudi rentgenska metoda določanja kinetike faznih sprememb ni uspešna v vseh primerih. Nekaj takih problemov bo obravnavanih v nadaljevanju članka.

Za preiskavo smo izbrali dve različni kvaliteti brzoreznega jekla. Znano je, da so normalne temperature avstenitizacije za brzorezna jekla zelo visoke, zato je dilatometrska metoda za raziskavo kinetike premene faze γ v fazu α manj uporabna. Z mikroskopom je mogoče v glavnem ugotoviti le stanje po toplotni obdelavi, med njo pa ne. Med visokotemperaturno rentgensko analizo drži-

mo vzorce v vakuumu. Tak postopek zaščite pred oksidacijo se vedno bolj uporablja tudi pri kaljenju brzoreznih jekel v obratih.

Rentgenska strukturna analiza pri visokih temperaturah se v principu ne razlikuje od rentgenske analize pri sobni temperaturi. Upoštevati pa je treba, da se pri spremenjanju temperature vzorca spreminja sipalna sposobnost posameznih faz zaradi nihanja kristalne mreže. Poleg tega se spreminjajo dimenzijske osnovne celice kristalnih zrn. Posledica tega je, da se rentgenskim uklonskim črtam spremnjata intenzivnost in lega na rentgenogramu.

2. RENTGENSKA STRUKTURNANA ANALIZA PRI VISOKIH TEMPERATURAH

Energijski tok P''_α rentgenske svetlobe, ki pada določeni uklonski črti na fazi α , je v primeru polkristalnega večfaznega vzorca enak¹:

$$P''_\alpha = \frac{K_2 R_\alpha C_\alpha}{2 \mu_z}, \quad (1)$$

kjer je C_α volumski delež faze α v vzorcu, μ_z je linearni absorpcijski koeficient za uporabljeno rentgensko svetlubo v vzraru. K_2 je konstanta, ki je odvisna predvsem od eksperimentalnih pogojev:

$$K_2 = \frac{j_0 (2a)^2 \lambda^3 S}{32 \pi R}, \quad (2)$$

kjer je j_0 gostota energijskega toka primarnega curka rentgenske svetlobe s presekom S , λ je valovna dolžina monokromatske rentgenske svetlobe, R je razdalja od vzorca do detektorja, a pa klasični polmer elektrona. R_α je faktor, ki je odvisen od kristalnih značilnosti faze α :

$$R_\alpha = \frac{1}{V_\alpha^2} \left[(S \cdot F_\alpha)^2 p_\alpha \frac{1 + \cos^2 2\vartheta_\alpha}{\sin^2 \vartheta_\alpha \cos \vartheta_\alpha} \right] e^{-2W_\alpha}. \quad (3)$$

V_α je volumen osnovne celice faze α , $S \cdot F_\alpha$ je strukturni faktor faze α , p_α je število tipov mrežnih ravnin z različnimi Millerjevimi indeksi, a enako medsebojno razdaljo, 2ϑ je kot med smerjo primarnega curka rentgenske svetlobe in

Dr. Ferdo Grešovnik, dipl. inž. fizike je znanstveni sodelavec v metalografskih laboratorijih službe metalurških raziskav v Železarni Ravne.

smerjo detektiranega sisanega curka rentgenske svetlobe na fazi $\alpha \cdot e^{-2W_\alpha}$ je temperaturni ali Debye-Wallerjev faktor, ki upošteva nihanje kristalne mreže, kar je v neposredni zvezi s temperaturo vzorca². S poenostavljenim modelom nihanj kristalne mreže dobimo za W_α izraz:

$$W_\alpha = \frac{3}{2} \frac{h^2 k^2 S^2 T}{M_\alpha k_B T_{D\alpha}^2}. \quad (4)$$

h je z 2π deljena Planckova konstanta, $k = \frac{2\pi}{\lambda}$

je valovni vektor rentgenske svetlobe, S je razlika med enotskima vektorjem na sisanem in primarnem curku rentgenske svetlobe, T je temperatura vzorca, M_α masa osnovne celice kristala faze α , k_B Boltzmannova konstanta in $T_{D\alpha}$ Debyeva temperatura, ki meri energijo fononov z najkrajšo valovno dolžino. Enačba (4) velja le v primeru, ko temperatura vzorca presega Debyevu temperaturo. V tem območju energijski tok uklonjene rentgenske svetlobe eksponentno pada z rastjo temperaturo, če se fazna sestava vzorca ne spreminja.

Poglejmo še, kako vpliva temperaturno raztezanje dimenzij osnovnih celic v kristalih določene vrste! Če se spremeni velikost osnovnih celic, se spremeni tudi razdalje d_α med zaporednimi mrežnimi ravninami določene vrste in s tem se premaknejo rentgenske uklonske črte. Spremembe so sorazmerno majhne in jih matematično lahko obravnavamo z diferenciali. Po diferenciraju Braggove enačbe za interferenčne črte prvega reda

$$2d_\alpha \sin \vartheta_\alpha = \lambda \quad (5)$$

sledi

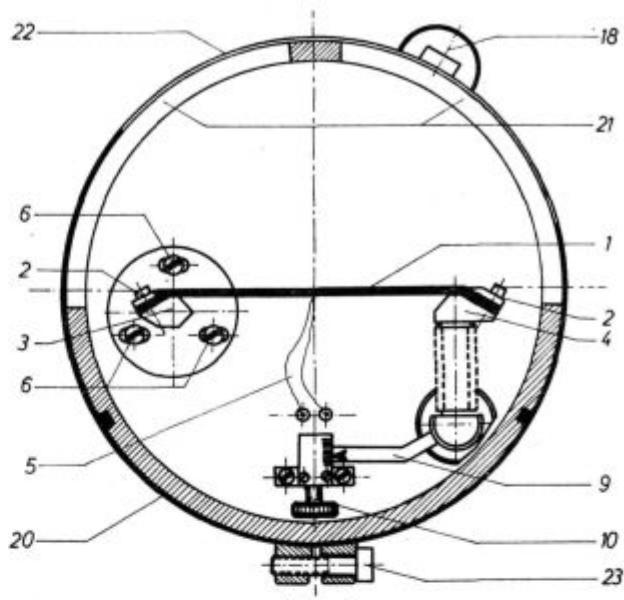
$$\frac{\Delta d_\alpha}{d_\alpha} = -\operatorname{ctg} \vartheta_\alpha \Delta \vartheta_\alpha.$$

Temperaturni koeficient raztezka razdalj med mrežnimi ravninami α' v kristalih faze α je

$$\begin{aligned} \alpha'_{\alpha} &= \frac{1}{d_\alpha} \cdot \frac{\Delta d_\alpha}{\Delta T} = -\operatorname{ctg} \vartheta_\alpha \frac{\Delta \vartheta_\alpha}{\Delta T} = \\ &= -\frac{1}{2} \operatorname{ctg} \vartheta_\alpha \frac{\Delta(2\vartheta_\alpha)}{\Delta T} \end{aligned} \quad (6)$$

Kovine imajo pozitiven koeficient α' in se refleksi s povišanjem temperature premikajo k manjšim Braggovim kotom 2ϑ .

Vzorce smo analizirali tako, da smo jih vlagali v visokotemperaturno kamero po Lihlu. Ta je izdelana tako, da jo je mogoče pritrditi na goniometer rentgenskega difraktometra namesto običajnega držala za preizkušance. Kamera (sl. 1) omogoča rentgenske strukturne raziskave pri temperaturah do 1500°C³. Sestavljena je iz nosilne cevi, s katero je pritrjena na goniometer, iz osnovne plošče, na katero so pritrjeni vpenjalna glava za grelni element, hladilne glave, naprave za justiranje višine, vtičnice za termoelement in priključka za napajanje grelnega elementa z električnim



Slika 1
Prerez visokotemperaturne kamere.

Fig. 1
Cross section of the high-temperature camera

tokom ter iz ohišja, s katerim tesno zapremo celo kamero, v kateri imamo lahko normalno atmosfero, vakuum ali zaščitni plin.

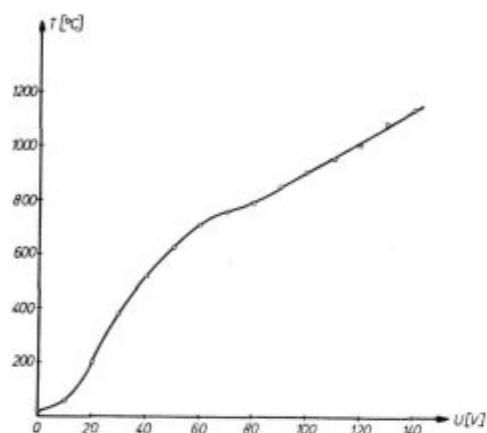
Nosilna cev ima na enem koncu ploščo, na katero je pritrjena osnovna plošča kamere, tako da je še možno justiranje višine kamere za ± 3 mm. Na ta način lahko spravimo gornjo površino preizkušanca, ki hkrati služi za grelni element, natančno v os goniometra. Grelni element (1) je na eni strani z vijakom (2) vpet v tog (3), na drugi pa v giblivi (4) vpenjalni kljun. Z vijakom (10) nastavimo preko ročice (9) določeno prednapetost grelnega elementa. S tem dosežemo, da ostane grelni element raven kljub raztezanju med segrevanjem. Togo vpenjalo je z vijaki (6) tako pritrjeno na osnovno ploščo, da je od nje električno izolirano. Ohišje kamere je tudi hlajeno z vodo. Na plašču ima izrez (21) za prehod primarnega in sisanega curka rentgenske svetlobe. Izrez je pokrit z mylar folio (22), ki je z gumijasto vrvico in obročem (20) s pomočjo vijaka (23) tesno pritisnjena ob ogrodje ohišja. Celo ohišje lahko snamemo z osnovne plošče s pomočjo vijaka (18).

Za evakuiranje kamere smo uporabljali kombinacijo difuzijske in rotacijske črpalk ter dosegali vakuum 10^{-8} bar. S tem smo tudi precej zmanjšali absorpcijo rentgenske svetlobe na poti skozi kamero.

Vzorec, ki hkrati služi za grelni element, ima dimenzijs $140 \text{ mm} \times 9 \text{ mm} \times 1 \text{ mm}$. Na vsaki strani mora imeti prepogib, da ga lahko dobro vpnevo. Temperatura je na srednjem delu površine, ki jo obsevamo z rentgensko svetlobo, enakomerna vsaj na $\pm 3^\circ\text{C}$, proti obema koncema pa pada. Termoelement (5) smo privarili na spodnji strani grelnega elementa pod obsevano površino. Ugotov-

vili smo, da je razlika med temperaturo na obsevani strani in tam, kjer smo jo merili, zanemarljivo majhna.

Grelni element je priključen na sekundarno navitje transformatorja, pri katerem spremenimo napetost na primarni strani s pomočjo avto-transformatorja. Odvisnost dosegljive temperaturе sredine grelnega elementa od napetosti na primarni strani transformatorja za grelni element iz brzoreznega jekla Č 7680 (BRM 2) je prikazana na sliki 2. Iz oblike krivulje je mogoče sklepati, da se pri temperaturi okrog 800 °C spremeni električne lastnosti tega jekla.



Slika 2

Karakteristika grelnega elementa iz jekla Č 7680 (BRM 2).

Fig. 2

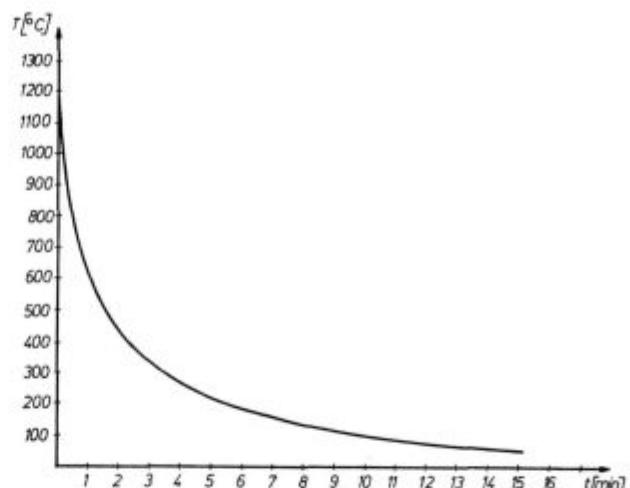
Characteristic of the Č 7680 (BRM 2) steel heating element.

Temperaturo na sredini vzorca smo kontinuirno registrirali s kompenzografov. Ugotovili smo, da je grelni element mogoče segreti do temperaturo 1200 °C v manj kot eni minut. Za izdelavo diagramov TTT je še bolj pomembno, kako hitro lahko ohladimo preizkušance. Pri naši aparaturi je mogoče najhitreje ohlajati tako, da prekinemo električni tok skozi vzorec. Ohlajevalna krivulja za tak primer je prikazana na sliki 3, grelni element pa je bil v tem primeru iz jekla Č 9683 (BRU).

Rentgenograme smo posneli z rentgensko cevjo z anodo iz Mo. Karakteristična črta K_{α} je zato imela valovno dolžino 0,710 Å. Hitrost papirja na kompenzografu za registracijo pogostosti sunkov iz detektorja rentgenske svetlobe smo uskladili s hitrostjo papirja na kompenzografu za registracijo temperature.

3. Potek poskusov

Za preizkuse smo uporabili brzorezni jekli Č 7680 (BRM 2) in Č 9683 (BRU) s takima kemiskima sestavama v ut. %:



Slika 3

Fig. 3

Cooling curve of the sample after switching off the current.

Pred izdelavo preizkušancev sta bili jekli plastično predelani v vročem stanju in žarjeni.

Premeno $\alpha \rightarrow \gamma$ je najlaže spremljati pri izotermnih pogojih, saj v tem primeru ostanejo uklonske črte posameznih faz pri določenih Braggovih kotih. S spremenjanjem vsebnosti faz se spreminja le intenziteta uklonskih črt. Če pa se med meritvijo poteka premene temperatura vzorca spreminja, se uklonske črte premikajo skladno z enačbo (6). To pomeni, da bi bilo treba goniometer rentgenskega difraktometra med meritvijo premikati. Ročno premikanje je nevarno zaradi sevanja, pač pa je na goniometer pritrjen sistem stikal, s pomočjo katerega goniometer niha med dvema vnaprej določenima kotoma $2\vartheta_1$ in $2\vartheta_2$. Ta rešitev je ugodna le pri počasnih premenah.

Kadar je temperaturni interval premene sorazmerno ozek, npr. manj kot 200 °C, je premeno možno spremljati pri konstantni nastaviti goniometra, saj je v tem primeru premik črt majhen glede na širino črt. Pri mnogih jeklih dobimo že s snemanjem premene pri izotermnih pogojih in pri snemanju poteka premene v ožjih temperaturnih intervalih dokaj jasno sliko o kinetiki premene. Med taka jekla spadata tudi tisti, ki smo si ju izbrali za naše poskuse.

Premeno $\alpha \rightarrow \gamma$ smo raziskali tako, da smo pri določenih temperaturah v kritičnem območju posneli del rentgenograma, na katerem je ena izmed uklonskih črt na fazi γ in ena izmed uklonskih črt na fazi α . V obeh brzoreznih jeklih je veliko karbidov, katerih uklonske črte sovpadajo z uklonskimi črtami faze α in γ . Iz rentgenograma karbidnega izolata jekla Č 7680 (BRM 2)⁴ se da ugo-

	C	S	Si	Cr	Ni	V	W	Co	Mn	Cu	Mo	P
Č 7680	0,85	0,015	0,26	4,09	0,17	1,82	6,36	—	0,24	0,29	5,11	0,030
Č 9683	1,26	0,013	0,27	4,04	0,23	3,30	10,5	10,3	0,15	0,24	3,48	0,036

toviti, da se z uklonskimi črtami karbidov še najmanj prekrivata črti α (211) in γ (220). Nadaljnji poskusi so pokazali, da je za proučevanje premeni $\alpha \rightarrow \gamma$ dovolj, če pri nekaj temperaturah v kritičnem območju posnamemo le črto α (211). Rezultati takih raziskav dajo sliko o premeni $\alpha \rightarrow \gamma$ pri zelo počasnem ogrevanju. Da bi ugotovili, kakšne so posledice hitrejšega ogrevanja, smo premeno raziskali še tako, da smo goniometer nastavili na sredino črte α (211), temperaturo pa dvigali in hkrati merili višino črte α (211).

Premeno $\gamma \rightarrow \alpha$ smo natančneje proučevali v izotermnih pogojih, točko Ms smo določili med kontinuirnim ohlajanjem, poleg tega pa smo premeno $\gamma \rightarrow \alpha$ proučevali med kontinuirnim ohlajanjem še pri nekaterih posebnih oblikah termičnih ciklov. Preden smo se lotili raziskav pretvorbe faze γ v fazo α , smo posneli rentgenograme jekel pri raznih temperaturah, še posebej pa nas je zanimala lega uklonske črte α (211). Na ta način smo dobili približno orientacijo, na kateri kot je treba nastaviti goniometer, da bomo lahko spremljali časovni potek nastajanja faze α . Med izoternim držanjem smo torej merili odvisnost višine uklonske črte α (211) od časa. Pri takih meritvah smo imeli precej težav; kljub vsem ukrepom se je gredni element med ohlajanjem delno deformiral, s tem pa se spremeni Braggov kot 2θ , pri katerem ima določena uklonska črta svoj maksimum. Izmerjeno povečevanje intenzitete uklonske črte je bilo zato manjše, kot bi bilo v primeru, če bi se vzorec ne deformiral.

Po končanem izoternem držanju smo preizkušance ohladili do sobne temperature. Med ohlajanjem smo merili intenziteto uklonske črte α (211) pri konstantnem Braggovem kotu. S tem smo lahko dokaj zanesljivo ugotovili, če se med ohlajanjem še povečuje vsebnost faze α ali ne.

Za vsak vzorec smo po ohladitvi posneli del rentgenograma, iz katerega je mogoče razbrati fazno sestavo vzorca po končani toplotni obdelavi. Pri določanju vsebnosti faze γ smo upoštevali, da je v jeklu Č 7680 (BRM 2) okrog 14 vol. % karbidov, v jeklu Č 9683 (BRU) pa okrog 20 vol. % karbidov. Energijski tok P''_α (220) smo korigirali zaradi sospadanja črt γ (220) s karbidnimi črtami tako, da smo odšteli prispevek karbidov; ta je razviden iz rentgenograma jekla v žarjenem stanju.

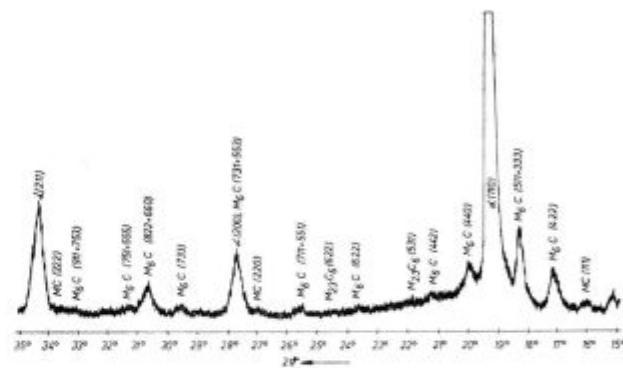
Vzorec, ki smo ga kontinuirno ohladili do sobne temperature, smo potem ponovno segreli do raznih temperatur in nato posneli rentgenogram v kotnem območju $15^\circ \leq 2\theta \leq 35^\circ$. S tem smo dobili še informacije o strukturnih spremembah med popuščanjem.

4. REZULTATI MERITEV

a) Jeklo Č 7680 (BRM-2)

Na sliki 4 je prikazan rentgenogram jekla BRM 2 pri sobni temperaturi v žarjenem stanju

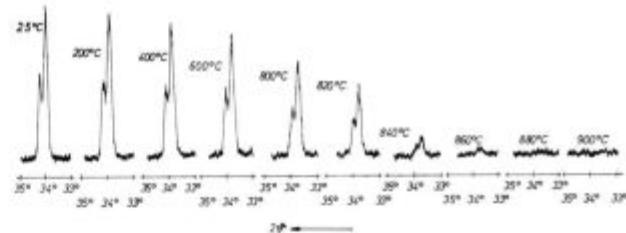
po brušenju. Osnovo strukture tega jekla predstavlja faza α , poleg tega so prisotni še trije tipi karbidov: M_6C , MC in $M_{23}C_6$.



Slika 4
Rentgenogram jekla BRM 2 v žarjenem stanju.

Fig. 4
X-ray picture of BRM 2 steel, as annealed.

Temperaturno odvisnost Debye-Wallerjevega faktorja za fazo α smo ugotovili tako, da smo pri nekaj temperaturah posneli črto α (211) (sl. 5). Pri raziskavi Debye-Wallerjevega faktorja moramo biti previdni. Uklonske črte se namreč lahko spreminjajo tudi zaradi sprememb v popačitvi kristalne mreže⁵. Na ta problem se bomo še povrnili pri obravnavi jekla BRU. Iz slike 5 je razvidno, da

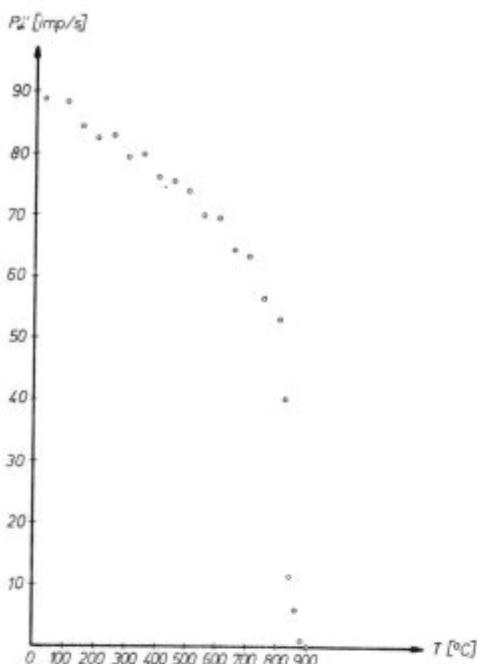


Slika 5
Črta α (211) pri raznih temperaturah; jeklo Č. 7680 (BRM 2).

Fig. 5
 α (211) line at various temperatures; Č. 7680 (BRM 2) steel.

se z naraščanjem temperature spreminja le višina uklonskih črt, medtem ko ostane širina nespremenjena. Ploščine uklonskih črt na rentgenogramih so zato sorazmerne višinam teh črt. Od tod pa tudi sledi, da je Debye-Wallerjev faktor sorazmeren višini uklonske črte pri ustrezni temperaturi. Ploščina uklonske črte je tudi sorazmerna toku P''_α sipane rentgenske svetlobe, ki se je uklonila na določenem tipu mrežnih ravnin¹. Odvisnost te količine od temperature je prikazana na sliki 6. Iz meritev, ki so prikazane na sliki 6, je mogoče približno določiti tudi Debyevo temperaturo $T_{D\alpha}$ za fazo α . Z upoštevanjem enačb (1), (3) in (4) dobimo $T_{D\alpha} = 251$ K.

Iz slike 6 je tudi razvidno, da začne moč uklonjene rentgenske svetlobe P''_α pri temperaturi $810^\circ C$ naglo padati. To ni posledica mrežnih nihanj, ampak pretvarjanja faze α v fazo γ . Pri temperaturi $885^\circ C$ pade moč P''_α na 0. Iz teh podat-



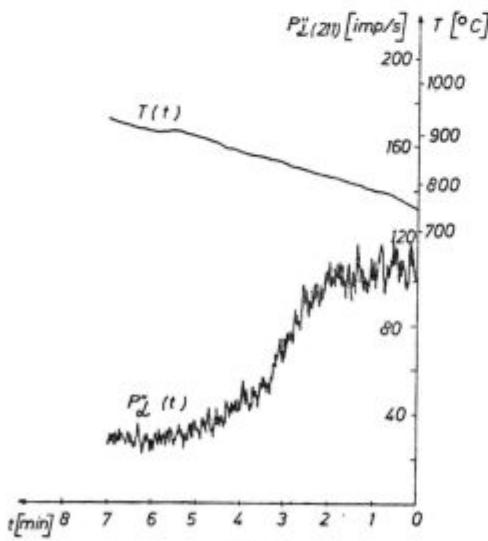
Slika 6
Energijski tok uklonjene rentgenske svetlobe P''_α za uklonsko črto α (211) v odvisnosti od temperature; jeklo Č. 7680 (BRM 2).

Fig. 6

Energy flow of diffracted X-rays, P''_α , for the α (211) diffraction line depending on the temperature; Č. 7680 (BRM 2) steel.

kov povzamemo: pri zelo počasnem ogrevanju so premenske točke $Ac_1 = 810^\circ\text{C}$, $Ac_3 = 885^\circ\text{C}$.

Pri hitrejšem ogrevanju smo premenske točke določili tako, da smo hkrati snemali odvisnost



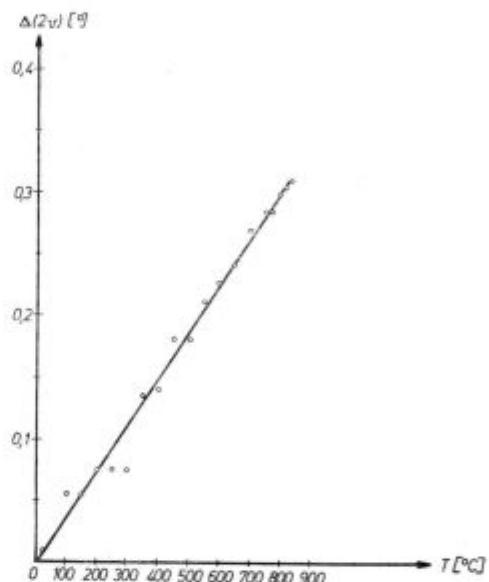
Sinhrono snemanje temperature vzorca iz Jekla Č. 7680 (BRM 2) in intenzitete rentgenske uklonske črte α (211) v odvisnosti od časa.

Fig. 7

Synchronous recording of the Č. 7680 (BRM 2) steel sample temperature and the intensity of the (211) X-ray diffraction line as a function of temperature.

temperature vzorca od časa in odvisnost višine uklonske črte α (211) od časa (sl. 7). Ugotovili smo, da sta pri ogrevalni hitrosti $25^\circ\text{C}/\text{min}$ premenski točki $Ac_1 = 815^\circ\text{C}$, $Ac_3 = 900^\circ\text{C}$. Večja ogrevalna hitrost ima za posledico premik premenskih točk k višjim temperaturam.

Drugi pojav, ki ga lahko analiziramo s snemanjem uklonske črte α (211) pri raznih temperaturah, je odvisnost razdalje med zaporednimi mrežnimi ravnicami od temperature. Absolutne vrednosti premikov $\Delta(2\vartheta)$ glede na lego uklonske črte pri sobni temperaturi so prikazane na sliki 8. Vrisana je še premica, katere potek smo računsko določili z metodo najmanjših kvadratov. Temperaturni koeficient raztezka razdalj med mrežnimi ravnicami (211) faze α izračunamo po obrazcu (6) in znaša $\alpha'_\alpha = 10,7 \cdot 10^{-6} \text{ } ^\circ\text{C}^{-1}$.



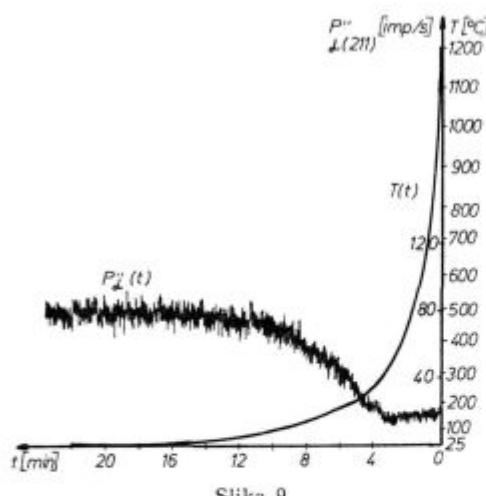
Slika 8
Sprememba Braggovega kota $\Delta(2\vartheta)$ za uklonsko črto α (211) v odvisnosti od temperature; jeklo Č. 7680 (BRM 2).

Fig. 8

Variation of Bragg angle $\Delta(2\vartheta)$ for the α (211) diffraction line depending on the temperature; Č. 7680 (BRM 2) steel.

Premeno $\gamma \rightarrow \alpha$ smo spremljali po avstenitizaciji 2 sekundi pri temperaturi 1190°C v izotermnih pogojih. Tako kratek čas avstenitizacije smo si izbrali zato, da bi spoznali vpliv časa avstenitizacije na kinetiko premene faz γ v fazu α . Za daljše čase avstenitizacije je mogoče najti podatke o poteku premene $\gamma \rightarrow \alpha$ v literaturi⁶.

Najprej smo s kontinuirnim ohlajanjem določili temperaturo M_s . Goniometer smo nastavili na Braggov kot 2ϑ , pri katerem smo pričakovali črto α (211) martenzita. Med ohlajanjem smo mерили temperaturo vzorca in moč P''_α (sl. 9). Začetek premene $\gamma \rightarrow \alpha$ je pri 270°C , vendar sprva energijski tok P''_α počasi narašča. Pri temperaturi 210°C se na ohlajevalni krivulji pojavi koleno, na krivulji P''_α pa točka preloma. Iz tega sklepamo, da se najprej tvori faza α v bainitnem področju, medtem ko je $M_s = 210^\circ\text{C}$.



Slika 9

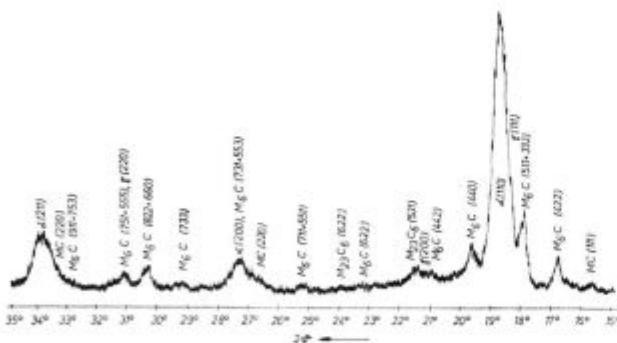
Sinhrono snemanje temperature vzorca iz jekla Č.7680 (BRM 2) in intenzitete rentgenske uklonske črte α (211) v odvisnosti od časa ohlajanja od temperature avstenitizacije do sobne temperature.

Fig. 9

Synchronous recording of the Č. 7680 (BRM 2) steel sample temperature and the intensity of the α (211) X-ray diffraction line depending on the cooling time from the temperature of austenitisation to the room temperature.

Na sliki 10 vidimo rentgenogram jekla BRM 2 v kaljenem stanju. Uklonske črte faze α so široke, ker je ta faza zastopana z martenzitom. Poleg tega je v strukturi 9 % zaostalega avstenita, karbidov pa le malo manj kot v žarjenem stanju. Vzorec smo po kaljenju še segreli na razne temperature in posneli rentgenograme: sl. 11 (400°C), sl. 12 (600°C) in sl. 13 (1100°C). Iz teh slik je mogoče razbrati, da je zaostali avstenit gotovo še prisoten, če vzorec po kaljenju popuščamo pri temperaturi, ki je manjša kot 400°C , medtem ko po popuščanju pri 600°C zaostalega avstenita skoraj ni več. Pri temperaturi 1100°C je osnovna masa jekla BRM 2 zastopana z avstenitom, karbidi pa so še vedno prisotni.

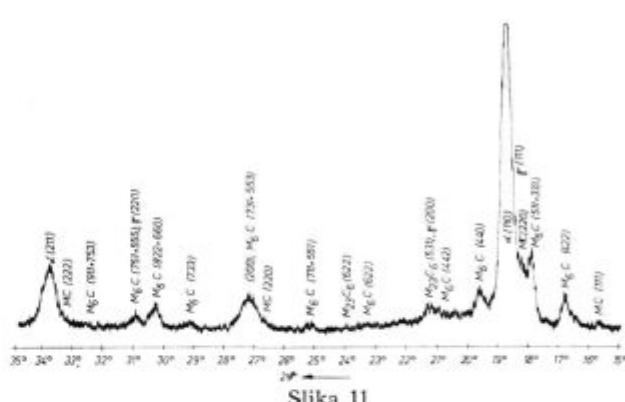
Pri snemanju odvisnosti energijskega toka P''_a od časa izotermnega držanja pri 800°C po avstemitizaciji pri 1190°C (sl. 14a) smo opazili, da se je avstenit začel pretvarjati v fazo α šele po 170 mi-



Slika 10

Fig. 10

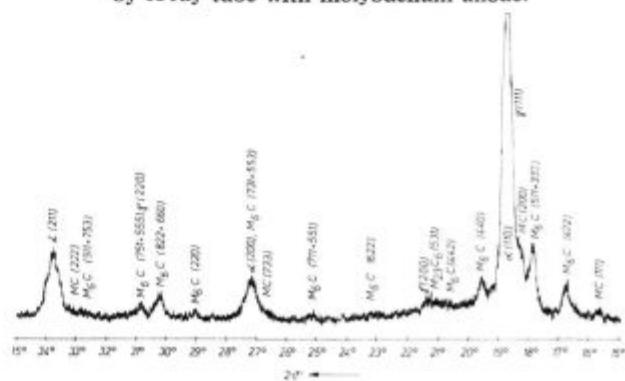
Fig. 10
X-ray picture of C. 7680 (BRM 2) steel, as hardened.



Slika 11

Rentgenogram Jekla Č. 7680 (BRM 2) pri temperaturi 400 °C;
snemano z rentgensko cevjo z anodo iz Mo.

Fig. 11
X-ray picture of C. 7680 (BRM 2) steel at 400 °C; recorded by X-ray tube with molybdenum anode

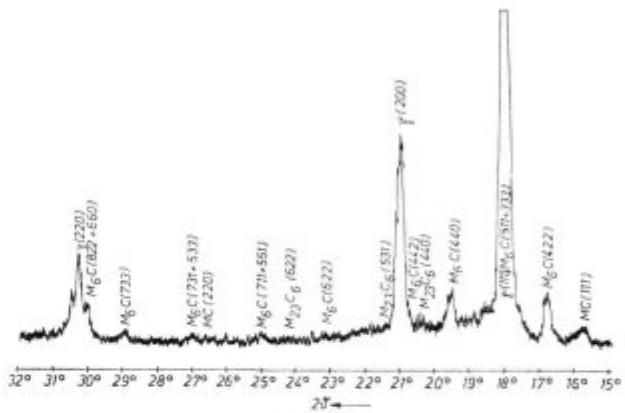


Slika 12

Rentgenogram Jekla C. 7680 (BRM 2) pri temperaturi 600 °C; snemano z rentgensko cevjo z anodo iz Mo.

Fig. 12

X-ray picture of Č. 7680 (BRM 2) steel at 600 °C; recorded by X-ray tube with molybdenum anode.



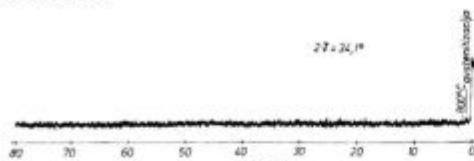
Slika 13
Rentgenogram Jekla Č. 7680 (BRM 2) pri temperaturi 1100 °C;

asko ce

Fig. 13
X-ray picture of C. 7680 (BRM 2) steel at 1100 °C; recorded by X-ray tube with molybdenum anode

nutah in se je po 532 minutah držanja pretvorilo v fazo α komaj 10 % avstenita. Po preteku tega časa smo začeli vzorec ohlajati (sl. 14 b). Premena $\gamma \rightarrow \alpha$ se je takoj nadaljevala, najintenzivnejša pa

je bila pri 420°C . Pri tej temperaturi je na ohlajevalni krivulji izrazita zastojna točka, na krivulji P''_{α} (t) pa točka preloma. Po ohladitvi smo posneli kratek rentgenogram (sl. 14 b), iz katerega je razvidno, da je v vzorcu osnovna masa zastopana samo s fazo α .

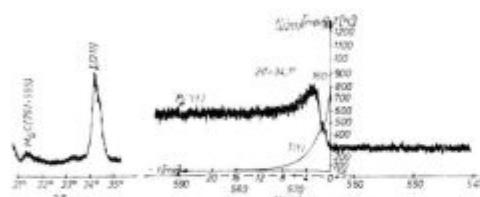


Slika 14a

Spreminjanje intenzitete uklonske črte α (211) med izotermno premeno $\gamma \rightarrow \alpha$ pri temperaturi 800°C ; jeklo Č. 7680 (BRM 2).

Fig. 14a

Variation of the intensity of the α (211) diffraction line during isothermal $\gamma \rightarrow \alpha$ transformation at 800°C ; Č. 7680 (BRM 2) steel.



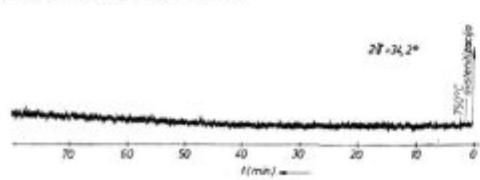
Slika 14b

Spreminjanje intenzitete uklonske črte α (211) med ohlajnjem po končanem izotermnem držanju in del rentgenograma pri sobni temperaturi.

Fig. 14b

Variation of the intensity of the α (211) diffraction line during cooling after completed isothermal holding, and a part of the X-ray picture at room temperature.

Med izotermnim držanjem pri 750°C (sl. 15 a) se začne premena $\gamma \rightarrow \alpha$ po 28 minutah izoternega držanja, premena poteče 50 % po 96 minutah in se konča po 251 minutah. Iz poteka krivulje P''_{α} (t) med naknadnim ohlajanjem (sl. 15 b) se da sklepati, da goniometer ni bil natančno nastavljen na pravi Braggov kot med izoternim držanjem; kljub temu se je potek premene dal spremljati. Po ohladitvi je uklonska črta α (211) zelo ostra, kar pomeni, da je kristalna mreža faze α malo popačena in so zrna te faze sorazmerno velika. Zaostala lega avstenita seveda ni.

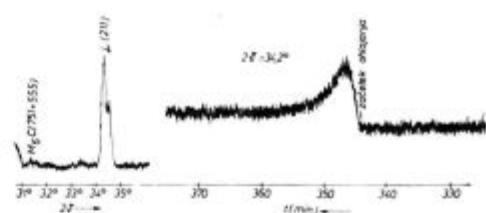


Slika 15a

Spreminjanje intenzitete uklonske črte α (211) med izotermno premeno $\gamma \rightarrow \alpha$ pri temperaturi 750°C ; jeklo Č. 7680 (BRM 2).

Fig. 15a

Variation of the intensity of the α (211) diffraction line during isothermal $\gamma \rightarrow \alpha$ transformation at 750°C ; Č. 7680 (BRM 2) steel.



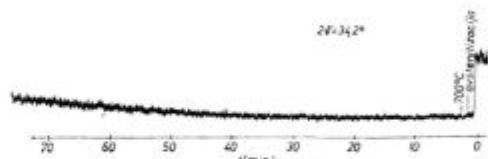
Slika 15b

Spreminjanje intenzitete uklonske črte α (211) med ohlajnjem po končanem izotermnem držanju in del rentgenograma pri sobni temperaturi.

Fig. 15b

Variation of the intensity of the α (211) diffraction line during cooling after completed isothermal holding, and a part of the X-ray picture at room temperature.

Med izotermnim držanjem pri 700°C (sl. 16 a) se začne premena $\gamma \rightarrow \alpha$ po 14 minutah izoternega držanja. Premena poteče 50 % po 111 minutah, konča pa se po 234 minutah izoternega držanja. Med končnim ohlajanjem (sl. 16 b) se je energijski tok takoj začel manjšati, ker se je uklonska črta premikala k večjemu kotu 2θ . Po ohladitvi tvori osnovno strukturo spet faza α .

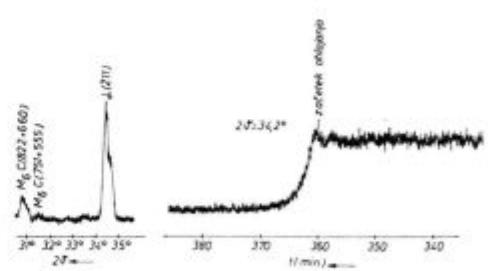


Slika 16a

Spreminjanje intenzitete uklonske črte α (211) med izotermno premeno $\gamma \rightarrow \alpha$ pri temperaturi 450°C ; jeklo Č. 7680 (BRM 2).

Fig. 16a

Variation of the intensity of the α (211) diffraction line during isothermal $\gamma \rightarrow \alpha$ transformation at 700°C ; Č. 7680 (BRM 2) steel.



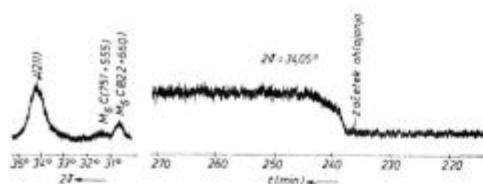
Slika 16b

Spreminjanje intenzitete uklonske črte α (211) med ohlajnjem po končanem izotermnem držanju in del rentgenograma pri sobni temperaturi.

Fig. 16b

Variation of the intensity of the α (211) diffraction line during cooling after completed isothermal holding, and a part of the X-ray picture at room temperature.

Med izotermnim držanjem pri 650°C (sl. 17 a) se začne premena po 50 minutah izoternega držanja, potem pa potek zelo počasi. Po 234 minutah držanja poteče le 10 %. Med naknadnim ohlajanjem (sl. 17 b) se začne premena šele pri tempe-

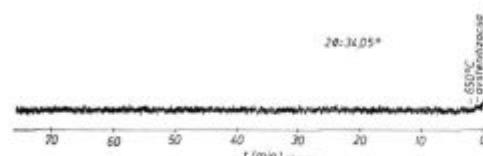


Slika 17a

Spreminjanje intenzitete uklonske črte α (211) med izotermlno premeno $\gamma \rightarrow \alpha$ pri temperaturi 700°C ; jeklo Č. 7680 (BRM 2).

Fig. 17a

Variation of the intensity of the α (211) diffraction line during isothermal $\gamma \rightarrow \alpha$ transformation at 650°C ; Č. 7680 (BRM 2) steel.



Slika 17b

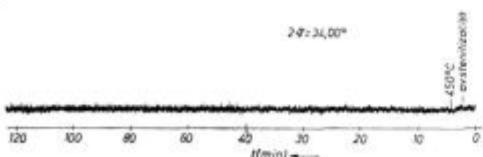
Spreminjanje intenzitete uklonske črte α (211) med ohlajanjem po končanem izotermnem držanju in del rentgenograma pri sobni temperaturi.

Fig. 17b

Variation of the intensity of the α (211) diffraction line during cooling after completed isothermal holding, and a part of the X-ray picture at room temperature.

raturi 395°C , zastojna točka na ohlajevalni krivulji in točka preloma na krivulji P''_{α} (t) sta pri temperaturi 310°C . Po ohladitvi faza γ ni prisotna, pač pa je uklonska črta (211) faze α precej široka, kar kaže, da ima ta faza drobna zrna in verjetno tudi popačeno kristalno mrežo. To je tipično za fazo α , ki se izloči v bainitnem področju.

Če vzorec iz jekla BRM 2 po avstenitizaciji držimo v temperaturnem območju med 400°C in 600°C , premene ni opaziti niti po 500 minutah držanja (sl. 18 a). Za ilustracijo podajamo izsledke raziskave premene $\gamma \rightarrow \alpha$ med naknadnim ohlajanjem vzorca po 656-minutnem izotermnem držanju pri 450°C (sl. 18 b). Začetek premene je pri 320°C , zastojna točka na ohlajevalni krivulji, oziroma točka preloma na krivulji P''_{α} (t) pa sta pri 240°C . Po ohladitvi je v vzorcu 6 % zaostalega avstenita, faza α pa je tetragonalno popačena, torej gre za martenzit.

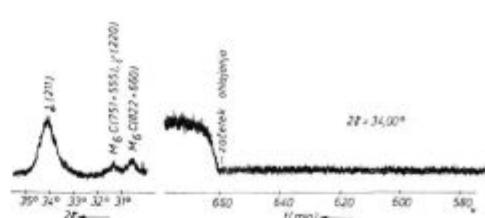


Slika 18a

Spreminjanje intenzitete uklonske črte α (211) med izotermlno premeno $\gamma \rightarrow \alpha$ pri temperaturi 650°C ; jeklo Č. 7680 (BRM 2).

Fig. 18a

Variation of the intensity of the α (211) diffraction line during isothermal $\gamma \rightarrow \alpha$ transformation at 450°C ; Č. 7680 (BRM 2) steel.



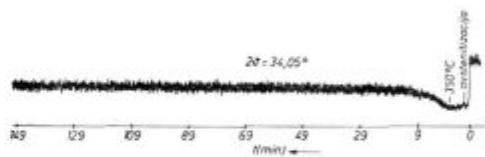
Slika 18b

Spreminjanje intenzitete uklonske črte α (211) med ohlajanjem po končanem izotermnem držanju in del rentgenograma pri sobni temperaturi.

Fig. 18b

Variation of the intensity of the α (211) diffraction line during cooling after completed isothermal holding, and a part of the X-ray picture at room temperature.

Vzorec doseže temperaturo 350°C šele po 2,5 minute ohlajanja s temperaturom avstenitizacije pri 1190°C . Premena $\gamma \rightarrow \alpha$ se začne po 0,4 minute izotermnega držanja (sl. 19 a) in se po 15 minutah držanja pri 350°C ustavi. Do tega trenutka se pretvori v fazo α okrog 40 % avstenita. Med naknadnim ohlajanjem se premena $\gamma \rightarrow \alpha$ nadaljuje (sl. 19 b). Po ohladitvi je v vzorcu še 18 % zaostalega avstenita, kristalna mreža faze α je popačena.

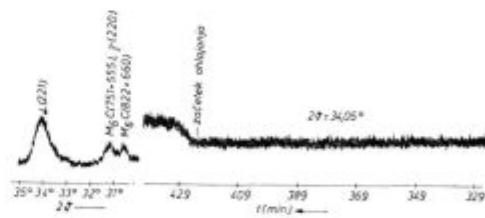


Slika 19a

Spreminjanje intenzitete uklonske črte α (211) med izotermlno premeno $\gamma \rightarrow \alpha$ pri temperaturi 350°C ; jeklo Č. 7680 (BRM 2).

Fig. 19a

Variation of the intensity of the α (211) diffraction line during isothermal $\gamma \rightarrow \alpha$ transformation at 350°C ; Č. 7680 (BRM 2) steel.



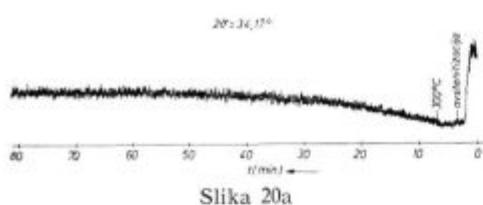
Slika 19b

Spreminjanje intenzitete uklonske črte α (211) med ohlajanjem po končanem izotermnem držanju in del rentgenograma pri sobni temperaturi.

Fig. 19b

Variation of the intensity of the α (211) diffraction line during cooling after completed isothermal holding, and a part of the X-ray picture at room temperature.

Ohlajanje vzorca od temperaturo avstenitizacije do 300°C traja 3,3 minute. Iz slike 20 a je razvidno, da se premena $\gamma \rightarrow \alpha$ začne že med ohlajanjem pri temperaturi 335°C . Po 86 minutah izotermnega držanja se premena zaustavi. Do tega trenutka se pretvori v fazo α blizu 70 % avstenita.

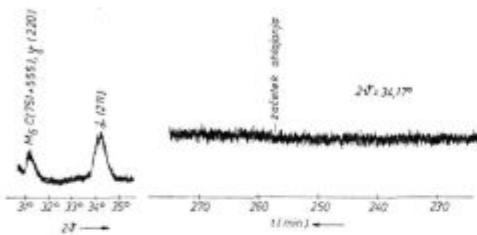


Slika 20a

Spreminjanje intenzitete uklonske črte α (211) med izoter-mno premeno $\gamma \rightarrow \alpha$ pri temperaturi 300 °C; jeklo Č. 7680 (BRM 2).

Fig. 20a

Variation of the intensity of the α (211) diffraction line during isothermal $\gamma \rightarrow \alpha$ transformation at 300 °C; C. 7680 (BRM 2) steel.

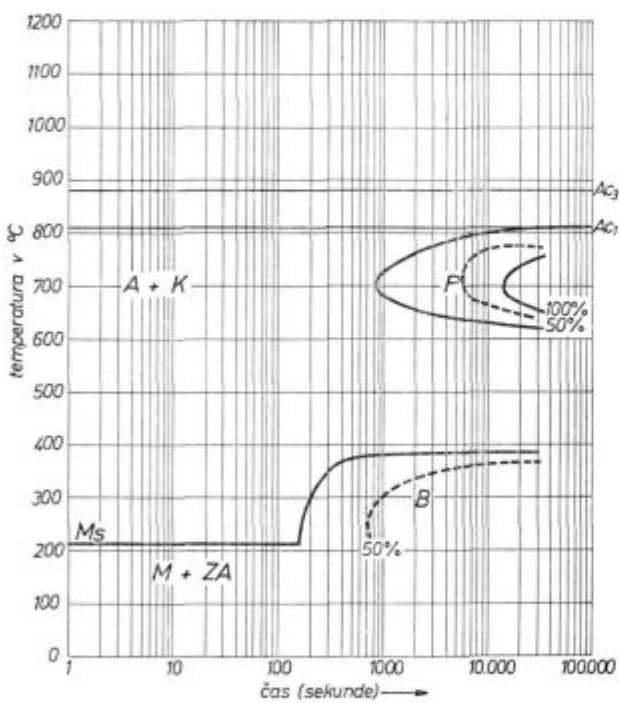


Slika 20b

Spreminjanje intenziteta uklonske črte α (211) med ohlašnjem po končanem izotermnem držanju in del rentgenograma pri sobni temperaturi.

Fig. 20b

Variation of the intensity of the α (211) diffraction line during cooling after completed isothermal holding, and a part of the X-ray picture at room temperature.



Slika 21

Izotermski TTT diagram za jeklo C. 7680 (BRM 2); avstencija 1190 °C, 2 sekundi.

Fig. 21

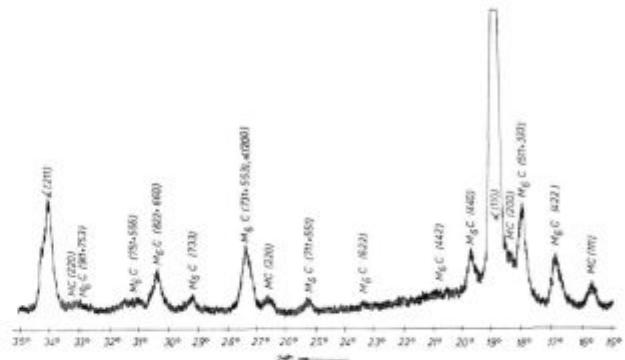
Isothermal TTT diagrams for C. 7680 (BRM 2) steel; austenitisation 1190 °C, 2 seconds.

Med naknadnim ohlajanjem se premena $\gamma \rightarrow \alpha$ le še malo nadaljuje (sl. 20 b). Rentgenogram pri sobni temperaturi kaže, da je v vzorcu 22 % zaostalega avstenita, faza α pa ima drobna zrna s popačeno kristalno mrežo. Večina faze α je sestavni del bainita.

Iz gornjih ugotovitev je mogoče skonstruirati izotermni TTT diagram, ki ga vidimo na sliki 21.

b) Jeklo Č 7680 (BRU)

Na sliki 22 je prikazan rentgenogram jekla BRU pri sobni temperaturi v žarjenem stanju. Osnovo strukture tega jekla predstavlja faza α , poleg tega sta prisotna še karbida M_6C in MC. Karbida MC je v tem jeklu več kot v jeklu BRM 2.

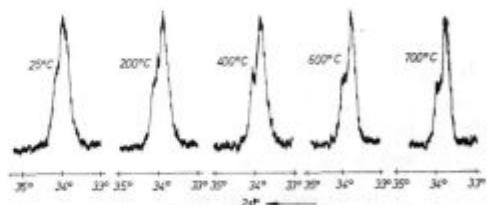


Slide 22

Rentgenogram jekla Č. 9683 (BRU) pri sobni temperaturi
v žarlenem stanju.

Fig. 22

X-ray picture of C. 9683 (BRU) steel at room temperature,
as annealed.



Slika 23

Spreminjanje intenzitete uklonske črte α (211) v odvisnosti od temperature; jeklo C. 9683 (BRU) v mehansko obdelanem stanju.

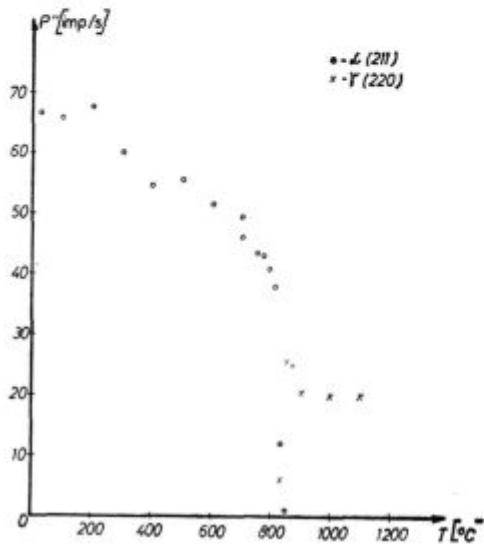
Fig. 23

Variation of the intensity of the α (211) diffraction line depending on the temperature; C. 9683 (BRU) steel, as machined.

Temperaturno odvisnost Debye-Wallerjevega faktorja za fazo α smo spet ugotavljali tako, da smo pri nekaj temperaturah posneli črto α (211). Posnetki so bili narejeni na vzorcu, ki smo ga po mehanski obdelavi žarili pri 750°C . S tem smo odpravili posledice hladne utrditve na popačenost kristalne mreže. Če to žarjenje opustimo, skoraj ni opaziti razlike med intenziteto črte α (211) pri raznih temperaturah (sl. 23). Povišanje temperature ima namreč dva učinka: zaradi povečanja termičnega nihanja se zmanjša Debye-Wallerjev fak-

tor, zaradi rekristalizacije (zmanjšanja popačenosti kristalne mreže) pa se ostrina črte α (211) poveča. Učinka sta nasprotna.

Odvisnost toka P''_{α} rentgenske svetlobe, ki se je sipala na žarjenem vzorcu, od temperature je prikazana na sliki 24. Ta diagram hkrati kaže odvisnost Debye-Wallerjevega faktorja od temperature. Na isti sliki so prikazani ustreznji rezultati še za uklonsko črto γ (220) na fazi γ , ki se pojavi šele pri višjih temperaturah.



Slika 24

Integralna intenziteta uklonskih črt α (211) in γ (220) v odvisnosti od temperature; jeklo Č. 9683 (BRU).

Fig. 24

Integral intensity of the α (211) and γ (220) diffraction lines depending on the temperature; Č. 9683 (BRU) steel.

Tudi v primeru jekla BRU smo na osnovi temperaturne odvisnosti Debye-Wallerjevega faktorja določili Debyevo temperaturo; za fazo α znaša 263°K , za fazo γ pa 134°K .

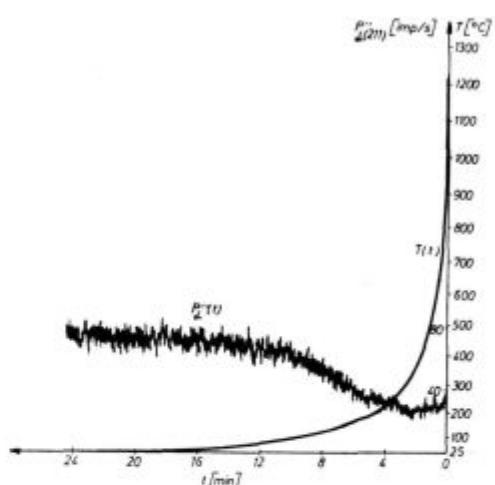
Iz slike 24 je mogoče na podoben način kot pri jeklu BRM 2 prebrati tele premenske točke za jeklo BRU:

$$\text{Ac}_1 = 810^{\circ}\text{C}, \text{ Ac}_3 = 860^{\circ}\text{C}.$$

Tudi pri jeklu BRU smo merili odvisnost razdalje med zaporednimi mrežnimi ravninami α (211) od temperature. Temperaturni koeficient raztezka razdalj med omenjenimi mrežnimi ravninami znaša

$$\alpha' = 9.2 \cdot 10^{-6} \text{ °C}^{-1}.$$

Premeno $\gamma \rightarrow \alpha$ smo spremljali po avstenitizaciji pri temperaturi 1210°C v izotermnih pogojih. Z namenom, da bi ugotovili, če naša visokotemperaturna kamera omogoča dovolj hitro ohlajanje do temperatur izoternega držanja, smo najprej določili točko Ms s kontinuirnim ohlajanjem. Goniometer smo nastavili na Braggov kot 2°, pri katerem smo pričakovali črto (211) martenzita. Med ohlajanjem s temperature avstenitizacije



Slika 25

Potek premene $\gamma \rightarrow \alpha$ med ohlajanjem vzorca iz jekla Č. 9683 (BRU) od temperature avstenitizacije do sobne temperature.

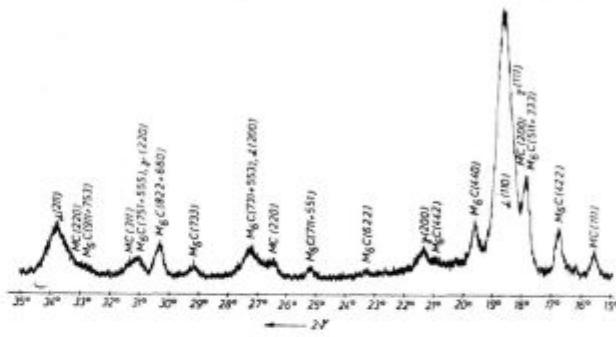
Fig. 25

Course of the $\gamma \rightarrow \alpha$ transformation during the cooling of the sample made of Č. 9683 (BRU) steel from the austenitisation to the room temperature.

samo merili časovno odvisnost temperature vzorca in energijskega toka P''_{α} (sl. 25). Začetek premene $\gamma \rightarrow \alpha$ je pri temperaturi 340°C ; zastojna točka na ohlajevalni krivulji in točka preloma na rentgenogramu sta pri temperaturi 190°C . Med omenjenima temperaturama je bainitno območje, v katerem se pretvori okrog 10 % avstenita v fazo α , medtem ko je

$$\text{Ms} = 190^{\circ}\text{C}.$$

Po 2-sekundni avstenitizaciji jekla BRU pri temperaturi 1210°C je ohlajanje v kameri prepočasno, da bi se izognili bainitnemu območju.



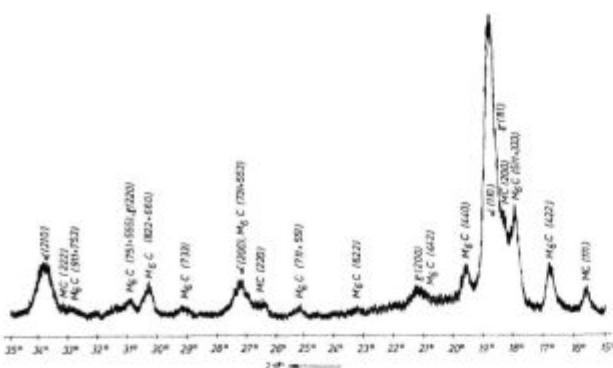
Slika 26

Rentgenogram jekla Č. 9683 (BRU) v kaljenem stanju; avstenitizacija 2 s pri temperaturi 1210°C , ohlajanje v vakuumu.

Fig. 26

X-ray picture of Č. 9683 (BRU) steel, as hardened; austenitisation 2 sec at 1210°C , cooling in vacuum.

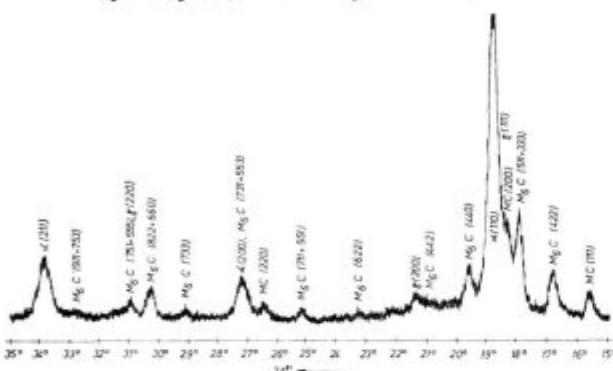
Slika 26 kaže rentgenogram jekla BRU v kaljenem stanju. Osnovo strukture takega jekla tvori tetragonalno popačena faza α -martenzit, ki ima zelo široke uklonske črte. Zaostalega avstenita je



Slika 27
Rentgenogram jekla Č. 9683 (BRU) pri temperaturi 400 °C;
snemano z rentgensko cevjo z anodo iz Mo.

Fig. 27

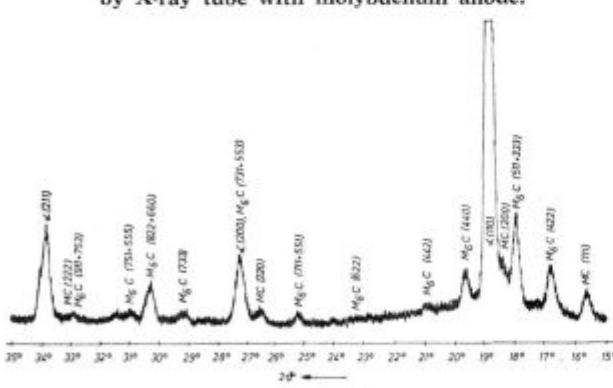
X-ray picture of C. 9683 (BRU) steel at 400 °C; recorded by X-ray tube with molybdenum anode.



Slika 28

nsko cev

Fig. 28
X-ray picture of C. 9683 (BRU) steel at 600 °C; recorded by X-ray tube with molybdenum anode



Slika 29
Rentgenogram jekla Č. 9683 (BRU) pri temperaturi 700 °C,

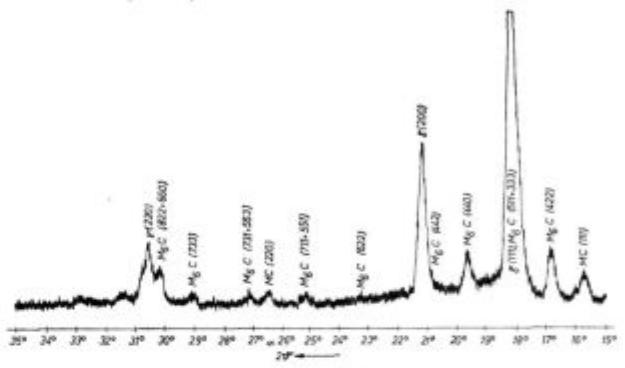
nsko cev

Fig. 29
X-ray picture of C. 9683 (BRU) steel at 700 °C; recorded

14 %, prisotna pa sta tudi še oba karbida: M_6C in MC . Vzorec smo po kaljenju še segreli na razne temperature in posneli rentgenograme, ki jih vidimo na teh slikah: sl. 27 ($400^\circ C$), sl. 28 ($600^\circ C$), sl. 29 ($700^\circ C$) in sl. 30 ($1050^\circ C$). Tudi za jeklo BRU smo ugotovili, da je zaostali avstenit gotovo še

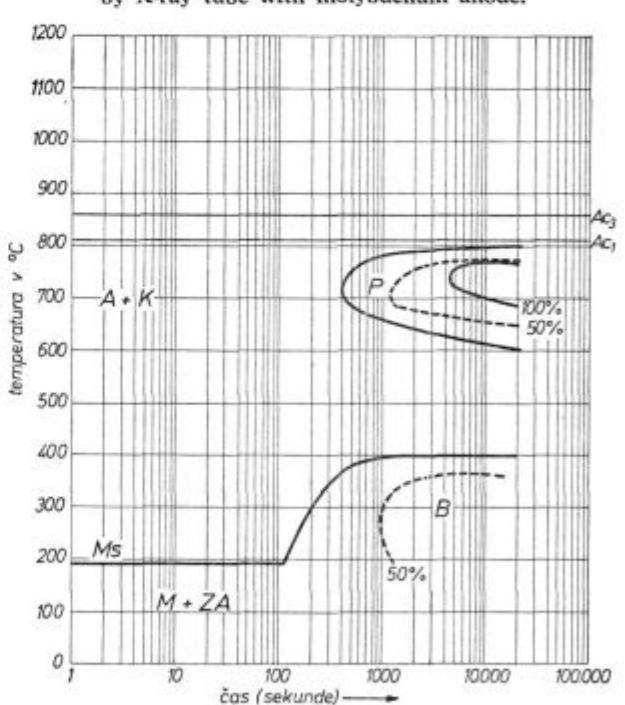
prisoten, če popuščna temperatura ne preseže 600°C , medtem ko ga s popuščanjem pri temperaturah nad 600°C povsem odpravimo. Pri 1050°C je osnovna masa zastopana z avstenitom, karbida M_5C in MC pa sta še povsem obstojna.

Meritve časovnega poteka premene $\gamma \rightarrow \alpha$ med izotermnim držanjem po avstenitizaciji pri temperaturi 1210°C so pokazale, da ima tudi jeklo BRU ločeni feritno in bainitno območje. Izotermni diagram TTT je za to jeklo prikazan na sliki 31. Zanimivo je, da tudi to jeklo vsebuje tem več zaostaloga avstenita po ohladitvi na sobno temperaturo, čim bliže je temperatura izoternnega držanja točki Ms (sl. 32).



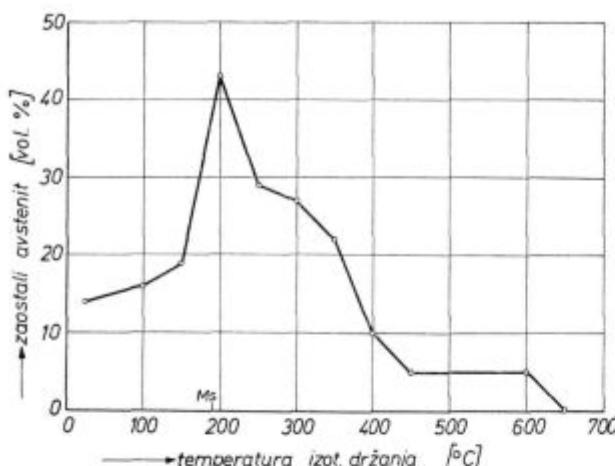
Slika 30

X-ray picture of Č. 9683 (BRU) steel at 1050 °C; recorded
with Ni filter which has been



Slika 31
Izotermini TTT diagram za jeklo C. 9683 (BRU); avsteniti-

Fig. 31
Isothermal TTT diagram for C. 9683 (BRU) steel; austenitisation 1210 °C, 2 seconds.



Slika 32

Vsebnost zaostalega avstenita v jeklu C. 9683 (BRU) po ohladitvi na sobno temperaturo v odvisnosti od temperature 5-urnega izotermnega držanja.

Fig. 32

Content of retained austenite in C. 9683 (BRU) steel after cooling to room temperature depending on the temperature of 5-hour isothermal holding.

5. SKLEPI

Preiskave poteka faznih premen z visokotemperaturno rentgensko struktурno analizo so pokazale, da je ta metoda zelo uspešna, če spremljamo premeno pri konstantni temperaturi. Med kontinuirnim segrevanjem ali ohlajanjem je s to metodo tudi mogoče spremljati fazne premene, vendar moramo računati s tem, da se lahko kakšen poskus ponesreči, ker ne nastavimo goniometra rentgenskega difraktometra na pravi kot in tako »zgrešimo« uklonsko črto. Ta problem je pri jeklih, ki so nagnjena k izrazitim deformacijam med toplotno obdelavo, še hujši. Poskusi, pri katerih kontinuirno spremnjamo temperaturo, dajo še en rezultat; med segrevanjem in ohlajanjem namreč spremljamo odvisnost temperature vzorca od časa. Na takem termogramu pa se prav tako izražajo fazne premene v obliki kolen. Gre torej za enostavno termično analizo. Pri poskusih z brzoreznima jekloma BRM 2 in BRU smo spoznali, da visokotemperaturna kamera ne omogoča dovolj velikih ohlajevalnih hitrosti, da bi lahko natančno ugotovili začetek premene v bainit pri določenih temperaturah izotermnega držanja.

Drugi faktor, ki prav tako lahko popači rezultate visokotemperaturne rentgenske analize, je spremembra kemijske sestave površinske plasti vzorcev. Površinska plast, ki jo analiziramo, je podvržena razogljičenju, poleg tega pa imajo tudi nekateri kovinski legirni elementi pri temperaturah nad 1100°C tolikšen nasičen parni tlak, da je njihovo izhajanje iz vzorca zaznavno. Po poskusih pri visokih temperaturah smo na hladnih mestih visokotemperaturne kamere opažali plasti napar-

jene kovine. Med takimi legirnimi elementi literatura navaja predvsem krom.

Temperaturna koeficenta raztezka razdalj med zaporednimi mrežnimi ravninami α (21) α' za jekli BRM 2 in BRU sta manjša kot temperaturna koeficenta dolžinskega raztezka za ti dve jekli. Z dilatometrom izmerimo za jeklo BRM 2 povprečni temperaturni koeficient dolžinskega raztezka med 20°C in 800°C $12,6 \cdot 10^{-6} \text{ }^{\circ}\text{C}^{-1}$, za jeklo BRU pa v istem temperaturnem intervalu $11,5 \cdot 10^{-6} \text{ }^{\circ}\text{C}^{-1}$. Zanimivo je, da je tudi temperaturni koeficient α' , ki ga izmerimo z rentgensko metodo, za jeklo BRM 2 večji, kot za jeklo BRU. Razlika med makroskopsko izmerjenim temperaturnim koeficientom dolžinskega raztezka in temperaturnim koeficientom raztezka razdalj med zaporednimi mrežnimi ravninami določenega tipa za osnovno fazo v materialu ni samo rezultat slučajnih in sistematskih napak, ampak je tudi posledica defektov v kristalni mreži. Rentgenska metoda določanja raztezkov razdalj med zaporednimi mrežnimi ravninami ima določeno prednost; z njo lahko dočimo temperaturni koeficient α' za vsako fazo posebej.

Premenski točki Ac_1 in Ac_3 , ki smo ju za jeklo BRM 2 določili z visokotemperaturno rentgensko struktурno analizo, se dobro ujemata z ustreznima vrednostima, ki sta bili določeni z dilatometrsko metodo.⁷ Poskusi so pokazali, da se pri večji ogrevalni hitrosti točki Ac_1 in Ac_3 pomakneta k višjim temperaturam.

Če primerjamo izotermni TTT diagram, ki je bil za jeklo BRM 2 narisani na osnovi rezultatov visokotemperaturne rentgenske struktурne analize, z ustreznim diagramom v literaturi,⁶ opazimo te zakonitosti:

— Krajši čas avstenitizacije povzroči, da se premene podhlajenega avstenita v perlit pomakne h krajšim časom, še opaznejši pa je premik območja premene podhlajenega avstenita v bainit h krajšim časom.

— Črta, ki ponazarja začetek premene avstenita v martenzit (Ms), se zaradi krajevšega časa avstenitizacije pomakne k večji temperaturi. Z dodatnimi raziskavami smo ugotovili, da lahko enak efekt dosežemo tudi z znižanjem temperature avstenitizacije.

Zanimivi so tudi rezultati meritev vsebnosti zaostalega avstenita v brzoreznih jeklih BRM 2 in BRU po različnih postopkih toplotne obdelave. Pri določenih pogojih avstenitizacije vsebuje brzorezno jeklo po ohladitvi na sobno temperaturo največ zaostalega avstenita takrat, če ga med ohlajanjem izotermno držimo tik nad temperaturo Ms. Tudi izotermno držanje pri drugih temperaturah v območju bainitne premene povzroči, da ima jeklo po ohladitvi precejšnjo vsebnost zaostalega avstenita. Veliko manj povečuje vsebnost zaostalega avstenita izotermno držanje v območju martenzitne premene. Kljub temu, da pri naših

poskusih jekla BRU nismo avstenitizirali pri čisto enaki temperaturi kot jeklo BRM 2, lahko trdimo, da bi po enaki toplotni obdelavi jeklo BRU vsebovalo več zaostalega avstenita kot jeklo BRM 2.

Literatura:

1. J. Rodič: Razvoj metodike raziskav in kvantitativno analiziranje vplivov kemijske sestave, pogojev izdelave in predelave ter toplotne obdelave na karakteristične lastnosti visokolegiranih orodnih jekel ledeburitnega tipa. Poročilo Metalurškega inštituta v Ljubljani, naloga 237 SBK, Ljubljana 1974.
2. F. Grešovnik: Raziskave fazne premene $\alpha \rightarrow \gamma$ v nerjavčnih in brzoreznih jeklih z visokotemperaturno rentgenovsko analizo. Poročilo Metalurškega inštituta v Ljubljani, naloga 432 RSS, Ljubljana 1976.
3. F. Lihl: Hochtemperaturkammer Modell HTK P-10 — Gebrauchsanweisung, A. Paar, Graz.
4. T. Lavrič, F. Grešovnik: Študij izolacije karbidov iz orodnih jekel. Poročilo Metalurškega inštituta v Ljubljani, naloga 371 RSS, Ljubljana 1976, str. 40.
5. F. Grešovnik: Razvoj in aplikacija metodike raziskav značilnosti kristalnih zrn osnovne faze v jeklih z rentgenovsko metodo. Poročilo Metalurškega inštituta v Ljubljani, naloga 232 SBK, Ljubljana 1974.
6. F. Wever in A. Rose: Atlas zur Wärmebehandlung der Stähle (I. del), Max — Planck — Institut für Eisenforschung, str. II — 264 A/C, D, F.
7. Brzorezni čelici, Katalog elezarne Ravne 124/73.

ZUSAMMENFASSUNG

Die Charakteristiken der Hochtemperaturröntgengefügeanalyse sind beschrieben. Mit dieser Methode sind die Phasenumwandlung in Schnelldrehstählen Č 7680 (BRM 2) und Č 9683 (BRU) untersucht worden. Es hat sich gezeigt, dass diese Methode sehr erfolgreich für die Untersuchung der Phasenumwandlungen in isothermen Bedingungen angewendet werden kann, während bei der kontinuierlichen Temperaturänderung einige Schwierigkeiten auftreten können; deswegen sind die Röntgenographischen Messungen mit der thermischen Analyse ergänzt worden.

Die ausgemessenen Temperaturausdehnungskoeffizienten des Abstandes zwischen zwei aufeinanderfolgenden Ebenen (211) der Phase α sind für beide Stähle etwas kleiner als die makroskopisch bestimmten Temperaturlängenausdehnungskoeffizienten. Die Debye-Temperaturen für die α Phase sind bei beiden Stählen fast gleich.

Die Umwandlungspunkte Ac_1 und Ac_3 werden zu höheren Temperaturen verschoben, wenn die Erwärmungsgeschwindigkeit vergrössert wird. Eine kürzere Austenitisierungszeit verursacht, dass die Umwandlung des Unterkühlten Austenites in Perlit und Bainit zu höheren Temperaturen verschoben wird.

Bei bestimmten Austenitisierungsbedingungen enthält der Schnelldrehstahl nach der Abkühlung auf die Zimmertemperatur dann die grösste Menge an Restaustenit wenn der Stahl während der Abkühlung knapp ober der Ms Temperatur isotherm gehalten wird.

Die röntgenographischen Beugungslinien der Karbide sind in den untersuchten Stählen auch bei den Temperaturen über 1100°C ausdrucksstark.

SUMMARY

Characteristics of the high temperature X-ray structural analysis are described. This method was applied in investigations of the phase transformations in Č 7680 (BRM 2) and Č 9683 (BRU) high-speed steel. The method proved to be very successful in following the phase transformations in isothermal conditions while some difficulties appeared if the temperature was continuously varied; therefore X-ray analyses were completed by thermal analyses.

The measured coefficients of thermal dillatation between the consecutive (211) lattice plains of the α phase are slightly smaller from the macroscopically determined coefficients of thermal expansion for both steel. Debye temperatures for the α phase are nearly equal for both steel.

Ac_1 and Ac_3 transformation temperatures are shifted to higher temperatures if the heating rate is increased. Shorter period of austenitisation causes that transformation of the undercooled austenite into pearlite and bainite is shifted to higher temperature.

In certain conditions of austenitisation, the high-speed steel contains after cooling to the room temperature the highest amount of retained austenite if it is isothermally kept just above the Ms temperature during cooling.

X-ray diffraction lines of carbides in the investigated steel are pronounced also above 1100°C .

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

Дано описание характеристик высокотемпературного рентгеноовского структурного анализа. С этим методом исследовано превращение фаз в быстрорежущих стальях марок Č 7680 (BRM 2) и Č 9683 (BRU). Оказалось, что применение этого метода очень успешно при наблюдении превращения фаз при изотермических условиях, между тем при непрерывном изменении температуры оказались некоторые затруднения. Поэтому рентгеновские измерения дополнили с термическим анализом.

Измерения темпера-го коэффициента удлинения расстояния между последовательными сетчатыми плоскостями (211) фазы α показали, что при обеих стальах их величина меньше от величин темпера-ных коэффициентов линейного измерения.

Дебаевские темп-ры для фазе α при обеих стальах приблизительно одинаковы.

С увеличением быстроты нагрева точки превращения Ac_1 и Ac_3 перемещаются в направлении к более высоким температурам. Замедление аустенитизации вызывает перемещение превращения переохлажденного аустенита в перлит и бейнит к более высоким температурам.

При определенных условиях аустенитизации содержит быстрорежущая сталь после охлаждения на комнатную темп-ру больше всего аустенита в том случае, когда во время охлаждения его задерживаем тесно при темп-ре выше Ms .

Дифракция рентгеноовских лучей карбидов в исследованных стальах характерна также при темп-ах выше 1100°C .